

Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології
Nanosystems, Nanomaterials, Nanotechnologies
2008, т. 6, № 4, сс. 1185–1197

© 2008 ІМФ (Інститут металофізики
ім. Г. В. Курдюмова НАН України)
Надруковано в Україні.
Фотокопіювання дозволено
тільки відповідно до ліцензії

PACS numbers: 68.08.Bc, 68.35.Np, 68.37.Hk, 68.37.Ps, 68.47.Gh, 68.55.J-, 81.05.Je

**Исследование морфологических и капиллярных свойств
металлических нанопленок на оксидной и карбидной
керамике и их влияние на прочность паяных и сварных
соединений этих керамик**

Ю. В. Найдич, И. И. Габ, Б. Д. Костюк, Т. В. Стецюк, Д. И. Куркова,
С. В. Дукаров*, А. П. Крышталь*, О. С. Литвин**

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

**Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина,
пл. Свободы, 4,
61077 Харьков, Украина*

***Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкарева НАН Украины,
просп. Науки, 45,
03028 Киев, Украина*

Исследованы структура и морфология металлических нанопленок толщиной 30–100 нм из Ti, Nb, Cr, Ni, Mo, W, Ta, Pd, Pt, Rh, Ag, Au, нанесенных на высокоглиноземистую керамику и углеродсодержащие неорганические материалы, с использованием сканирующей и атомно-силовой микроскопии. Определена смачиваемость этих пленок различной толщины серебром и медью. Получены и испытаны на сдвиг твердофазные соединения Al_2O_3 и SiC, покрытые нанопленками Ti, Nb, Cr и Ni различной толщины, через серебряную и медную прокладки, а также паяные соединения никелированных образцов из Al_2O_3 алюминиевым припоем. Изготовлены опытные образцы керамических и сапфирокерамических изделий с использованием платиновой нанопленки.

Досліджено структуру та морфологію металевих наноплівоч завтовшки 30–100 нм із Ti, Nb, Cr, Ni, Mo, W, Ta, Pd, Pt, Rh, Ag, Au, яких нанесено на високоглиноземисту кераміку та вуглецевовмісні неорганічні матеріали, з використанням сканівної та атомово-силової мікроскопії. Визначено змочуваність цих плівок різної товщини сріблом і міддю. Одержано та випробувано на зсув твердофазні з'єднання Al_2O_3 і SiC, вкриті наноплівками Ti, Nb, Cr і Ni різної товщини через срібну й мідну прокладки, а також лютувані з'єднання нікльованих зразків з Al_2O_3 алюмінієвим припютом. Виготовлено дослідні зразки керамічних та сапфірокерамічних

виробів з використанням платинової наноплівки.

The structure and morphology of Ti, Nb, Cr, Ni, Mo, W, Ta, Pd, Pt, Rh, Ag, and Au metallic nanofilms with thicknesses of 30–100 nanometres deposited onto alumina ceramics and carbon-containing inorganic materials are studied with use of scanning and atomic-force microscopies. Wettability of these films of various thicknesses with silver and copper is investigated. Solid-phase joints of Al_2O_3 and SiC coated by Ti, Nb, Cr and Ni nanofilms of various thicknesses through silver and copper gaskets and also brazed joints of Al_2O_3 specimens coated by Ni using aluminium braze are fabricated. These specimens are subjected to shearing test. Experimental specimens of ceramic and sapphire-ceramic units with use of platinum nanofilm are manufactured.

Ключевые слова: нанопленки, морфология, капиллярные свойства, керамика, паяные соединения.

(Получено 23 ноября 2007 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В современной технике увеличивается спрос на паяные и сварные соединения керамических материалов. К этим соединениям предъявляются жесткие требования, в частности, зачастую необходима высокая их прочность.

Как следует из теоретических соображений и некоторых экспериментальных данных [1–3], уменьшение толщины паяльного зазора до нескольких микрон и даже долей микрона может существенно увеличить прочность паяных соединений.

Получение столь малых паяльных зазоров возможно путем использования тонких (20–100–200 нм) металлических покрытий соединяемых поверхностей. Тонкие однородные покрытия можно получить разными методами: химическим осаждением из растворов, вакуумным напылением, электронно-лучевым испарением, магнетронным распылением и др.

Смачиваемость припойными сплавами неметаллической поверхности с нанесенной металлической пленкой тугоплавкого металла зависит от толщины пленки [4, 5]. Изучение такой зависимости представляет как теоретический, так и непосредственно практический интерес.

Цель данной работы — исследование структурных и капиллярных (смачиваемость) характеристик нанопленок Ti, Nb, Cr, Ni, Mo, W, Ta, Pd, Pt, Rh, Ag, Au толщиной 30–100 нм, их морфологии и степени коагуляции при отжиге, определение влияния толщины этих пленок на прочностные характеристики покрытых ими Al_2O_3 и SiC, соединенных посредством сварки давлением через серебряную и медную прокладки, а также пайки никелированных образцов Al_2O_3 и SiC алюминиевым припоем.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В данной работе использовали электронно-лучевой [6] метод нанесения металлических пленок, а также метод магнетронного распыления металлов на поверхности неметаллических подложек [7]. Тонкие металлические пленки (30–100 нм) перечисленных выше металлов наносили на поверхности подложек, изготовленных из алюмооксидной керамики и поликристаллического самосвязанного карбида кремния, а пленки Au наносили на кристалл алмаза. При нанесении металлических покрытий на неметаллическую поверхность большую роль играет чистота обработки последней. Обычно при исследовании явлений смачивания и межфазных процессов твердые поверхности материалов обрабатывают до величины шероховатости в пределах 0,01–0,02 мкм. В данной работе шероховатость поверхности неметаллических материалов не превышала 10 нм.

Толщину покрытий определяли оптическим методом с помощью микроинтерферометра МИИ-4 и оптического профилографа «Микрон Альфа». С помощью последнего измеряли высоту ступеньки, образованной поверхностью пленки и непокрытой металлом поверхности подложки. Для улучшения сцепления металлической пленки с неметаллической поверхностью часть покрытий подвергали последующему отжигу. Все пленки отжигали в вакууме $2 \cdot 10^{-3}$ Па при температурах 700–1500°C в зависимости от типа пленки в течение 30 мин.

Морфологию и микрорельеф полученных пленок изучали с помощью атомно-силового микроскопа AFM_N.SCA и сканирующего микроскопа JSM-840.

Смачиваемость металлических нанопленок медным и серебряным припоями исследовали методом большой капли в вакууме.

Методами твердофазного соединения давлением в вакууме через пластичные прокладки из меди и серебра, помещенные между металлизированными поверхностями неметаллов были изготовлены образцы для испытаний прочности сварных соединений. Они представляли собой таблетки Ø8 мм и высотой 4–5 мм, соединенные парно. Прочность полученных соединений определяли посредством механических испытаний на сдвиг.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Морфология и структура пленок

Интересно исследование рельефа поверхности пленок на наноуровне. На рисунке 1 представлены результаты такого исследования пленки хрома, напыленной магнетронным распылением на поверхность сапфира. Поверхность пленки весьма гладкая, величина шерохова-

тости (средняя высота микронеровностей рельефа) не превышает 5 нм. Величину ступенек, выступов и отдельных образований на поверхности пленки составляют зерна в одну или несколько элементарных ячеек решетки хрома (параметр решетки хрома $2,885 \text{ \AA}$; при увеличении $2 \cdot 10^6$ размер атомных элементов микрорельефа составит 0,6 мм), причем эти кристаллики «лежат» на поверхности сапфира, т.е. каждый отдельный кристалл контактирует с сапфиром большей частью своей поверхности, что очевидно энергетически выгодно.

Исследования с помощью сканирующей электронной микроскопии (увеличения от 1000 до 10000 раз) показали, что свеженанесенные пленки всех упомянутых металлов независимо от их толщины в интервале от 30 до 100 нм являются сплошными и достаточно гладкими (рис. 2, а). В результате дальнейшего отжига металлические нанопленки вели себя по-разному. Для пленки хрома при нагреве от

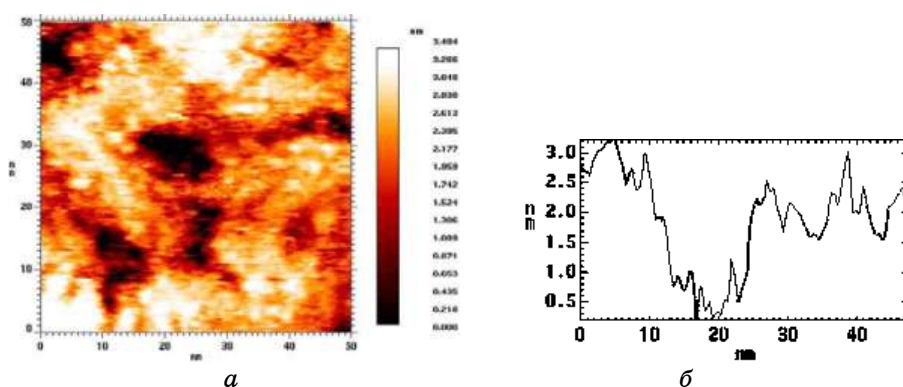


Рис. 1. АСМ-изображение поверхности хромовой пленки толщиной 65 нм на сапфире (а) и сечение поверхности (б).

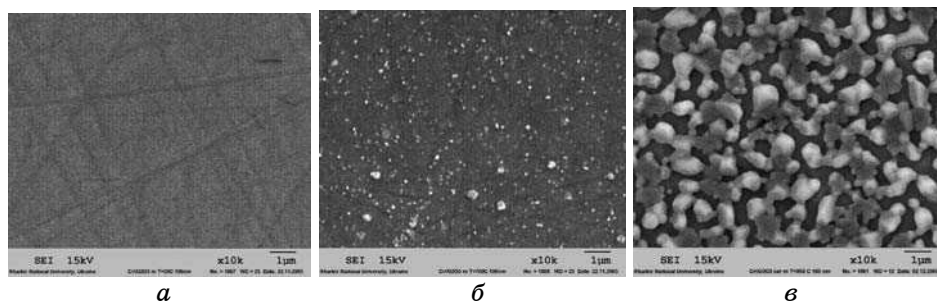


Рис. 2. Изменение поверхности хромовой пленки толщиной 100 нм на алюмооксидной керамике при отжиге, $\times 10000$: а — свеженанесенная пленка, 20°C ; б — пленка после отжига при 700°C ; в — пленка после отжига при 950°C .

700°C до 950°C наблюдается изменение вида ее поверхности, очевидно, в результате коагуляционных процессов (рис. 2).

Изменения морфологии поверхности никелевой пленки проявляются более сильно: более выраженное начало коагуляции при 700°C и полный распад на отдельные островки в районе 950°C (рис. 2).

Иная картина наблюдается у более тугоплавких пленок титана и ниобия. Обе пленки остаются сплошными при температуре отжига до 950°C. Для ниобия очень небольшие изменения морфологии обнаруживаются при отжиге до температуры ~ 1200°C.

Титановая пленка оставалась практически сплошной после отжига ее до 1500°C.

Очевидно, что различное поведение пленок металлов можно связать с различной адгезией определенного металла к твердой поверхности неметаллического материала, а также с поверхностным натяжением металла. Кинетически действие этих факторов будет сказываться при достаточной подвижности атомов металла пленки, т.е. при достаточной температуре отжига.

Последовательно объяснить различное поведение металлических нанопленок в результате отжига можно следующим образом.

Состояние, когда сплошная металлическая пленка равномерно покрывает поверхность неметаллического (в частности, оксидного) материала может быть либо (1) термодинамически стабильным, либо (2) неравновесным.

Благодаря действию высокого поверхностного натяжения металла покрытия сплошная сначала пленка (после напыления) является нестабильной при толщинах 5–100 нм, и в процессе отжига при температурах, когда подвижность атомов металла становится достаточно высокой, превращается в островковую, т.е. лишь часть поверхности неметаллической основы занята металлом пленки. При этом имеет место приближение системы к равновесному состоянию.

Фактором, препятствующим коагуляции пленки и собиранию ее в отдельные островки, является адгезия металла покрытия к основе. Может быть предложен критерий K :

$$K = W_{\text{Амет-кер}} / \sigma_{\text{мет}} , \quad (1)$$

где $W_{\text{Амет-кер}}$ — адгезия металла пленки к основе, мДж/м²; $\sigma_{\text{мет}}$ — поверхностное натяжение металла, мДж/м².

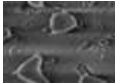
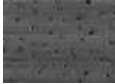
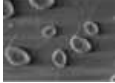

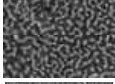





Этот критерий определяет взаимосвязь способности пленки сохраняться сплошной (или коагулировать) с краевым углом смачивания металлом пленки (в жидком состоянии) поверхности основного неметаллического материала в соответствии с уравнением Юнга:

$$\cos\Theta = \frac{W_A}{\sigma_{\text{ж-г}}} - 1 , \quad (2)$$

где θ — краевой угол смачивания, град; W_A — работа адгезии; $\sigma_{ж-г}$ — поверхностное натяжение на границе жидкость–газ.

Следовательно, структура пленки может быть сопоставлена со смачиванием неметаллической поверхности основы металлом пленки (в данном случае речь идет о так называемом «твердом смачивании»). Обычно в большинстве случаев равновесное значение краевого угла смачивания при распадении пленки на отдельные

ТАБЛИЦА 1. Сопоставление степени смачивания, критерия $W_{\text{Амет-кер}}/\sigma_{\text{м}} = K$ и морфологии отожженных пленок металлов толщиной 100 нм, нанесенных на Al_2O_3 .

Металл пленки	Характеристики металла пленки			K	Площадь, занятая металлом пленки, $S_{\text{мет}}$, %	Микрофотография пленки, $\times 3000$
	Θ°	$\sigma_{\text{мет}}$, мДж/м ²	$W_{\text{Амет-кер}}$, мДж/м ²			
Au	135	1140	342	0,3	10	
Rh	120	2000	1000	0,5	15	
Pt	120	1740	870	0,5	18	
Pd	118	1470	780	0,53	30	
Ni	115	1750	1025	0,58	36	
Ag	90	750	750	1	42	
Nb	70	1900	2546	1,34	60	
Cr	65	1600	2200	1,42	68	
Zr	10	1390	2750	1,98	95	
Ti	~ 0	1500	~ 3000	2	99–100	

островки в процессе отжига при температуре ниже, чем температура плавления металла для реального (практически) времени отжига (десятки минут или 1–2 часа) не достигается. Тем не менее, можно ожидать, что площадь поверхности подложки, занятая островками пленки, при сравнительных условиях коагуляции будет коррелировать с соотношением $W_{\text{Амет-кер}}/\sigma_{\text{мет}}$. Обычно достаточно толстая пленка сохраняет сплошность после отжига и рекристаллизационных явлений, хотя состояние системы с такой пленкой может остаться и неравновесным.

Экспериментально были определены площади островков металла пленки на поверхности оксида алюминия для разных металлов (Ni, Ag, Cr, Ti и т.д.) при одинаковых первоначальных толщинах пленок (100 нм) в условиях отжига и сопоставлены с адгезионно-поверхностными свойствами этих металлов (табл. 1). При этом использовались электронно-микроскопические снимки поверхностей пленок (сканирующая электронная микроскопия) при увеличении до 10000 раз.

Значения краевых углов смачивания для жидкого состояния этих металлов в контакте с оксидом алюминия взяты из литературы [8].

Анализ этих данных (табл. 1) свидетельствует о следующем. Никель не смачивает поверхность оксида алюминия, имеет высокое поверхностное натяжение и легко коагулирует, из начального состояния сплошной пленки после напыления, создавая после отжига островковую структуру пленки. Часть поверхности, покрытая никелем, составляет 36%. Хром смачивает оксид алюминия (краевой угол 65°) и поверхность оксида алюминия, занятая островками хрома, составляет 68%. Адгезия титана к оксиду алюминия очень высока, поверхностное натяжение умеренное и пленка титана практически полностью покрывает поверхность оксида алюминия (т.е. около 98–100%). Это состояние — состояние сплошной пленки после отжига является термодинамически равновесным.

Ниобиевая пленка сохраняет сплошность и при более высоких температурах отжига (1200°C , 30 мин.). Это состояние остается термодинамически неравновесным согласно критерию $W_{\text{Амет-кер}}/\sigma_{\text{мет}}$ (который равен по теоретической оценке 1,8), но существует благодаря значительно меньшей, чем для Ni, Cr, Ti диффузионной подвижности атомов. Если ориентироваться на температуру рекристаллизации $T_{\text{рекр}} \sim 0,4T_{\text{плавл}}$, то для ниобия при высокой температуре плавления $\sim 2500^\circ\text{C}$ и, соответственно температура его рекристаллизации выше, чем у Ti. Адгезия ниобия к оксиду алюминия также достаточно высока. В целом все это объясняет высокую стабильность ниобиевой пленки при нагреве, хотя при отжиге этой пленки до температур $1500\text{--}1600^\circ\text{C}$ она все-таки коагулирует. Это хорошо заметно при исследовании пленки при большом увеличении с использованием атомно-силового микроскопа (рис. 3).

Пленки благородных металлов, поскольку они не смачивают ок-

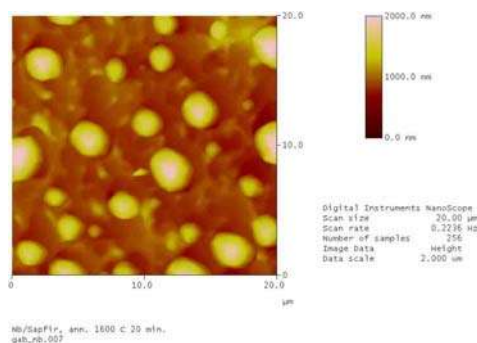


Рис. 3. Вид ниобиевой пленки толщиной 100 нм на сапфире отожженной в вакууме при температуре 1600°C под атомно-силовым микроскопом.

сиды, при отжиге до высоких температур вообще распадаются на отдельные капли, которые покрывают небольшую часть оксидной поверхности ($K < 0,5$). Установлено, что при отжиге пленок этих металлов в воздушной среде их коагуляция протекает гораздо менее интенсивно вследствие влияния кислорода на этот процесс (рис. 4). При отжиге пленок Nb, Pd, Pt и Rh, нанесенных на подложки из SiC и стеклоглассерада они также сильно коагулировали, но при этом на снимках, выполненных с помощью сканирующего микроскопа явно видно взаимодействие скоагулировавших пленок с материалом подложки (рис. 5, а, б).

При исследовании морфологии золотой пленки толщиной 300 нм, нанесенной на поверхность подложки из стеклоглассерада, который не смачивается расплавленным золотом и не взаимодействует с ним, эта пленка скоагулировала на отдельные капли при температуре отжига 1000°C в вакууме (рис. 5, в).

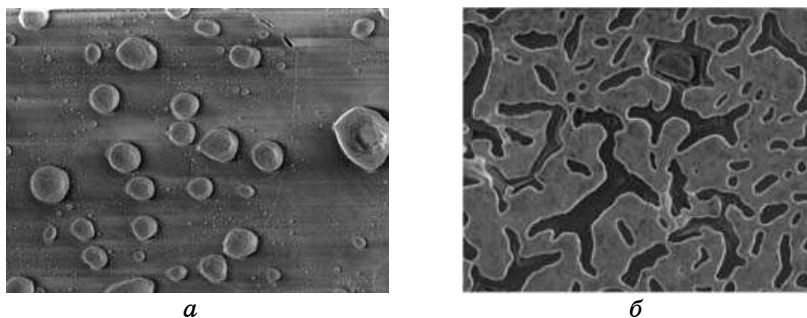


Рис. 4. Влияние среды отжига при 1600°C на морфологию платиновой пленки толщиной 100 нм на сапфире $\times 3000$, где S — площадь поверхности неметаллической подложки, покрытая металлической пленкой: а — отжиг в вакууме ($S = 18\%$); б — отжиг на воздухе ($S = 32\%$).

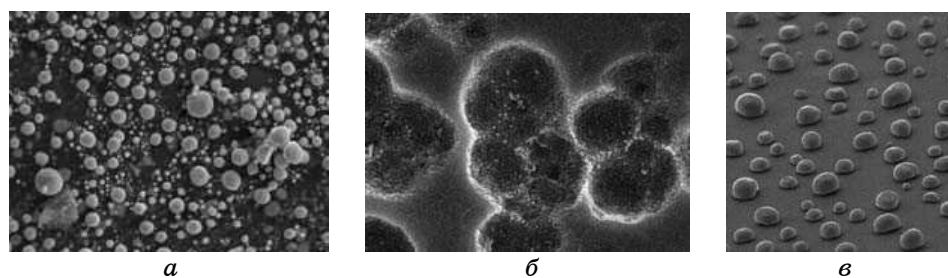


Рис. 5. Вид пленок благородных металлов, нанесенных на стеклогуглерод и SiC, после отжига в вакууме: *а* — пленка Pd толщиной 100 нм на SiC после отжига при 1200°C; *б* — пленка Pt толщиной 100 нм на стеклогуглероде после отжига при 1600°C; *в* — пленка золота толщиной 300 нм на стеклогуглероде после отжига при 1000°C.

Таким образом, проведенные исследования позволяют понимать и предсказывать морфологические и структурные особенности строения тонких пленок металла, нанесенных на неметаллические неорганические материалы, и использовать их при разработке технологий пайки и сварки неметаллических материалов.

3.2. Смачиваемость пленок металлическими расплавами

При пайке неметаллических материалов важнейшим фактором является высокая степень смачиваемости расплавленным припоем неметаллической поверхности. Нанесение металлических нанопленок приводит к хорошему растеканию припоя.

Смачиваемость нанопленок благодаря рассмотренным выше процессам коагуляции может быть неполной и меняться в зависимости от структуры островковых пленок металла. Эти процессы изучались на примере системы сапфир–пленка Mo–серебро, сапфир–пленка Mo–медь, Al_2O_3 –пленка W–серебро, Al_2O_3 –пленка W–медь, а также некоторых других систем. Сапфир не смачивается расплавленными медью и серебром; пленка Mo, нанесенная на поверхность сапфира, способствует росту смачиваемости (уменьшению краевого угла смачивания).

Изучалась также зависимость смачиваемости от общей толщины нанесенной пленки. Было установлено, что при увеличении толщины наносимой металлической пленки краевой угол уменьшается, смачиваемость растет (рис. 6).

Зависимость « Θ –толщина пленки» близка к линейной с достижением конечного угла смачивания, характерного для системы жидкий металл–компактный металл пленки. Предельная толщина пленки, при которой достигается это конечное значение Θ , состав-

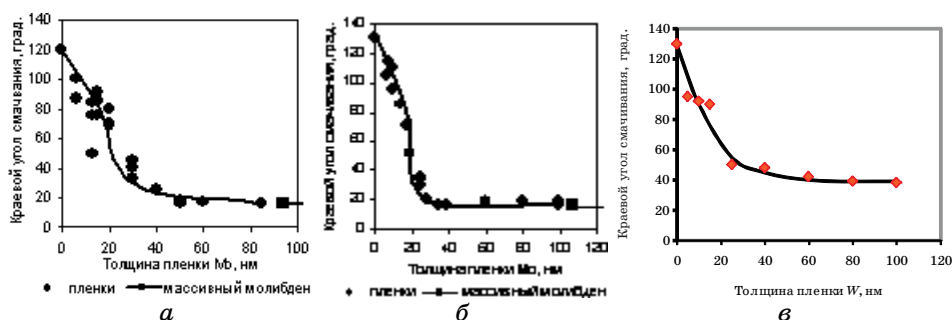


Рис. 6. Зависимость смачивания медью и серебром металлических нанопленок разной толщины, нанесенных на Al_2O_3 : *a* — смачивание медью пленки Mo на лейкосапфире; *б* — смачивание серебром пленки Mo на лейкосапфире; *в* — смачивание медью пленки W на керамике на основе Al_2O_3 .

ляет ~ 50 нм для меди и ~ 30 нм для серебра. Близкое к линейному падение значения краевого угла в зависимости от толщины пленки может быть объяснено следующим образом. Учитывая островковую структуру пленки, т.е. тот факт, что часть поверхности твердого несмачиваемого тела (сапфир) покрыта металлом, а остальная часть свободна от покрытия, смачиваемость керамического материала при достаточно высокой температуре следует рассматривать как смачиваемость гетерогенной поверхности. С увеличением общей толщины пленки увеличивается доля поверхности, занятая металлом пленки. Результирующая работа адгезии W_{A_p} может быть записана (приближено):

$$W_{A_p} = W_{A_1} S_1 + W_{A_2} (1 - S_1),$$

где W_{A_1} — адгезия расплавленного металла к металлу покрытия; W_{A_2} — адгезия расплавленного металла к непокрытой твердой фазой поверхности; S_1 — доля поверхности, занятой металлом. Это уравнение аналогично предложенному Кесси [9].

Очевидно, S_1 для тонких покрытий меняется пропорционально количеству нанесенного металла, т.е. толщине пленки.

Ранее мы специально исследовали подобные закономерности на модельных гетерогенных поверхностях, где литографическим способом наносили правильно расположенные участки металлической хорошо смачиваемой составляющей [10]. Полученные в настоящей работе данные в целом подтверждают выявленные ранее закономерности.

Практическим выводом из полученных данных являются значения предельных толщин пленок до ~ 60 – 70 нм, после которых смачиваемость уже не меняется. Это важно, т.к. свеженанесенные

пленки исследованных металлов при значительных толщинах (> 150 нм) в результате рекристаллизационных ростовых напряжений отслаивались в ряде случаев. Таким образом, наносить пленки толщиной более 100–150 нм не имеет смысла. Уменьшение угла смачивания наблюдали также на пленках Cr при увеличении их толщины от 20 до 100 нм при смачивании их медью от 125° до 50° и серебром от 93° до 45° . При смачивании пленки ниобия медью в пределах тех же толщин наблюдалась аналогичная картина, и угол смачивания достигал 45° на пленке толщиной 80–100 нм, при этом медь хорошо растекалась по пленке. В тоже время серебро смачивало ниобиевую пленку хуже, и наименьший угол смачивания составлял 80 – 60° при толщине пленки до 100 нм. Причем при смачивании серебром подложки из компактного ниобия угол смачивания находился в пределах 45 – 50° . Этот вопрос требует дополнительного исследования.

3.3. Пайка керамики с использованием нанопленок

Завершающим этапом данной работы явилось изготовление и прочностные испытания (на сдвиг) образцов соединений алюмооксидной и карбидокремниевой керамики, покрытой нанопленками из Cr, Ni, Nb и Ti толщиной 50 и 100 нм. Образцы были изготовлены, в основном методом сварки давлением через тонкие серебряную и медную прокладки и представляли собой металлизированные керамические диски $\varnothing 8$ мм, $H = 5$ мм, соединенные попарно. Часть кера-

ТАБЛИЦА 2. Прочность на сдвиг соединений керамики Al_2O_3 и SiC^* , полученных с использованием металлических нанопленок.

Материал пленки	Толщина пленки, нм	Материал прокладки	Прочность, МПа
Nb	50	Cu	30
	100		140
	100	Ag	50
	50		100
Ti	100	Ag	164
	200		169
	100	Cu	149*
	100		260
Cr	50	Ag	90
	100		150
	50	Ag	90
Ni	100	Ag	250
		Al	150
Pt	100	Pd	160



Рис. 7. Образцы сапфирокерамических и керамических изделий, полученные давлением через палладиевую прокладку с использованием платинового нанопокртия: 1 — сапфирокерамическое окно; 2 — кислородные датчики.

мических образцов с никелевым покрытием была получена методом пайки расплавленным алюминием с небольшим пригрузением, используя эффект хорошего смачивания и растекания алюминия по никелю при температуре 800°C [11, 12]. На модельных образцах из армко-железа, металлизированных нанопленками серебра толщиной 100 нм и соединенных сваркой давлением, определяли прочность на сдвиг при очень малом паяльном зазоре, не превышающем 200 нм. Прочность таких образцов достигала 450 МПа, т.е. значительной величины. Результаты прочностных испытаний представлены в табл. 2.

С использованием платинового покрытия 100 нм на деталях из сапфира и оксидо-алюминиевой керамики были изготовлены сваркой давлением через палладиевую прокладку опытные образцы высокотемпературных керамических и сапфирокерамических изделий, способных работать в окислительной среде (воздух) при температурах до 1500°C (рис. 7).

4. ВЫВОДЫ

При анализе и сопоставлении теоретических и практических данных по смачиванию различными металлами оксида алюминия обнаружена зависимость морфологии нанопленок исследованных металлов от степени смачивания этими металлами Al_2O_3 , что определяется предложенным критерием $K = W_{\text{Амет-кер}}/\sigma_{\text{мет}}$. При $K < 1$ пленки при отжиге приобретают островковую структуру. Пленка остается сплошной при $K \gg 1$ в процессе отжига даже при температуре 1200°C и больше.

Прогнозирование вида пленки (сплошная, островковая) в процессе отжига может быть использовано при определении температуры соединения (сварки, пайки) металлизированных керамических материалов.

Полученная большая прочность (до 260 МПа) образцов Al_2O_3 , металлизированных нанопленками (100 нм) Ti и Ni, свидетельствует о

перспективности использования металлических нанопленок при соединении неметаллических материалов и дальнейшей разработки технологии получения таких соединений для изготовления сварных и паяных неметалло-металлических изделий и узлов с высокой прочностью.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. J. Colbus, C. C. Keel, and D. M. Blanc, *Welding J.*, **41**, No. 9: 413 (1962).
2. W. G. Moffatt and J. Wulff, *J. Metals*, **9**, No. 4: 442 (1957).
3. Н. Ф. Лашко, С. В. Лашко, *Пайка металлов* (Москва: Машиностроение: 1967).
4. Ю. В. Найдич, Б. Д. Костюк, Г. А. Колесниченко и др., *Физическая химия конденсированных фаз, сверхтвердых материалов и их границ раздела* (Киев: Наукова думка: 1975).
5. Ю. В. Найдич, Г. А. Колесниченко, Б. Д. Костюк, *Физика и химия обработки материалов*, № 2: 91 (1975).
6. С. Метфессель, *Тонкие пленки, их изготовление и измерение* (Москва–Ленинград: Госэнергоиздат: 1963).
7. Б. С. Данилин, *Применение низкотемпературной плазмы для нанесения тонких пленок* (Москва: Энергоатомиздат: 1989).
8. I. C. Batirev, A. Alavi, M. Finnis, and T. Deuter, *Phys. Rev. Lett.*, **82**, No. 7: 1510 (1999).
9. A. Cassie, *Discuss. Faraday Soc.*, **3**, No. 1: 11 (1948).
10. Y. Naidich, R. Voitovich, and V. Zabuga, *J. Colloid and Interface Sci.*, **174**: 104 (1995).
11. В. П. Красовский, Б. Д. Костюк, Ю. Н. Чувашов, *Адгезия расплавов и пайка материалов*, № 33: 31 (1997).
12. C. A. Leon and R. A. L. Drew, *Composites. Part A*, **33**: 1429 (2002).